

(19)日本国特許庁 (J P)

(12)公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2002-3967

(P 2 0 0 2 - 3 9 6 7 A)

(43)公開日 平成14年1月9日(2002.1.9)

(51)Int.CI.

C22C 9/04

C22F 1/08

// C22F 1/00

識別記号

F I

テ-マコ-ト (参考)

C22C 9/04

C22F 1/08

K

1/00 601

624

630 J

601

624

630

審査請求 未請求 請求項の数 4 ○ L (全 8 頁) 最終頁に続く

(21)出願番号 特願2000-190522(P 2000-190522)

(71)出願人 000002277

住友軽金属工業株式会社

東京都港区新橋5丁目11番3号

(22)出願日 平成12年6月26日(2000.6.26)

(71)出願人 500167630

新日東金属株式会社

東京都千代田区岩本町1丁目11番2号

(72)発明者 安藤 哲也

東京都港区新橋5丁目11番3号 住友軽金属工業株式会社内

(74)代理人 100071663

弁理士 福田 保夫 (外1名)

最終頁に続く

(54)【発明の名称】耐脱亜鉛腐食性に優れた無鉛快削黄銅およびその製造方法

(57)【要約】

【課題】 優れた耐脱亜鉛腐食性と切削性をそなえ、熱間加工性および冷間加工性が良好な無鉛快削黄銅およびその製造方法を提供する。

【解決手段】 Cu : 59.0 ~ 62.0 %, Bi : 0.3 ~ 4.0 %, P : 0.02 ~ 0.07 %, Fe : 0.30 %以下、残部Znおよび不可避不純物からなる組成を有し、 α 相と β 相の2相からなり且つ β 相が α 相で分断されている組織を有する。上記組成を有する銅合金の鋳塊を、押出後、または押出および抽伸した後、350 ~ 550°Cの温度で焼鈍することにより製造する。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 Cu : 59.0 ~ 62.0 % (質量%、以下同じ)、Bi : 0.3 ~ 4.0 %, P : 0.02 ~ 0.07 %, Fe : 0.30 %以下 (0 %を含む、以下同じ)、残部Znおよび不可避不純物からなる組成を有し、 α 相と β 相の2相からなり且つ β 相が α 相で分断されている組織を有することを特徴とする耐脱亜鉛腐食性に優れた無鉛快削黄銅。

【請求項2】 Cu : 60.0 ~ 63.0 %, Bi : 0.3 ~ 4.0 %, P : 0.02 ~ 0.07 %, Sn : 0.20 ~ 0.50 %, Fe : 0.30 %以下を含有し、残部Znおよび不可避不純物からなる組成を有し、 α 相と β 相の2相からなり且つ β 相が α 相で分断されている組織を有することを特徴とする耐脱亜鉛腐食性に優れた無鉛快削黄銅。

【請求項3】 請求項1または2記載の組成を有する銅合金の鋳塊を、押出後、または押出および抽伸した後、350 ~ 550°Cの温度で焼鈍する工程を包含することを特徴とする耐脱亜鉛腐食性に優れた無鉛快削黄銅の製造方法。

【請求項4】 請求項1または2記載の組成を有する銅合金の鋳塊を押出後、300°Cまで10°C/秒以下の冷却速度で徐冷する工程を包含することを特徴とする耐脱亜鉛腐食性に優れた無鉛快削黄銅の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、耐脱亜鉛腐食性と切削性に優れた無鉛黄銅およびその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】 従来、水栓金具、バルブ部品などとして使用されている黄銅は、鋳造性、熱間および冷間加工性、機械加工性などが要求されるため、Cu-Zn合金にPbを添加した快削性黄銅が使用されているが、近年、健康上および環境上の観点からPbに対する規制が世界的に厳しくなってきている。

【0003】 日本国においても、飲料水へのPbの溶出量は現在50ppbに規制されており、2002年には10ppbに規制される。一般に、快削黄銅からのPbの溶出は、機械加工時に溶解し黄銅表面に付着したPbが黄銅と接触する飲料水中に溶け出すことにより生じる。黄銅表面に付着したPbの除去方法もあるが、脱亜鉛腐食などが生じる腐食性の強い水中で使用した場合には、マトリックスの黄銅の腐食に伴い、黄銅内部に存在しているPbの溶出が懸念されるため問題がある。

【0004】 Pbに対する規制の問題を解決するため、周期律表でPbの隣に位置し、Pbと共に通する特性を多くそなえたBiをPbに代えて添加することによりPbの含有を無くし、あるいはPbの含有量を低減した黄銅が提案されている（特開平4-231431号公報、特開平5-255778号公報）。しかしながら、

これらの黄銅を水道水用の水栓金具や配管用の接水金具として使用する場合には脱亜鉛腐食の問題が生じることとなり、脱亜鉛腐食を抑制するために、BiとともにSnを添加することが提案されている（特開平7-310133号公報）が、Cu-Zn合金にSnを多く含有させると硬くて脆い γ 相が析出し、冷間加工において加工破断の原因となるという別の問題がある。

【0005】 Biを含有させた黄銅における上記の問題点を解決するために、発明者らは、Biと併用して耐脱亜鉛腐食性を改善し得るSn以外の合金成分、組織と耐脱亜鉛腐食性と関連について多くの実験、検討を行った結果、特定量のPの添加が耐脱亜鉛腐食性改善のために有効であり、またマトリックスを α 相と β 相からなる組織とし、簡便な熱処理を加えて β 相を α 相で分断することにより脱亜鉛腐食を抑制できることを利用することが工業的に最も有効であることを見出した。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】 本発明は、上記の知見に基づいて、さらに検討を加えた結果としてなされたものであり、その目的は、優れた耐脱亜鉛腐食性と切削性をそなえ、熱間加工および冷間加工が容易な無鉛快削黄銅およびその製造方法を提供することにある。

【0007】

【課題を解決するための手段】 上記の目的を達成するための本発明の請求項1による耐脱亜鉛腐食性に優れた無鉛快削黄銅は、Cu : 59.0 ~ 62.0 %, Bi : 0.3 ~ 4.0 %, P : 0.02 ~ 0.07 %, Fe : 0.30 %以下、残部Znおよび不可避不純物からなる組成を有し、 α 相と β 相の2相からなり且つ β 相が α 相で分断されている組織を有することを特徴とする。

【0008】 請求項2による耐脱亜鉛腐食性に優れた無鉛快削黄銅は、Cu : 60.0 ~ 63.0 %, Bi : 0.3 ~ 4.0 %, P : 0.02 ~ 0.07 %, Sn : 0.20 ~ 0.50 %, Fe : 0.30 %以下を含有し、残部Znおよび不可避不純物からなる組成を有し、 α 相と β 相の2相からなり且つ β 相が α 相で分断されている組織を有することを特徴とする。

【0009】 請求項3による耐脱亜鉛腐食性に優れた無鉛快削黄銅の製造方法は、請求項1または2記載の組成を有する銅合金の鋳塊を、押出後、または押出および抽伸した後、350 ~ 550°Cの温度で焼鈍する工程を包含することを特徴とする。

【0010】 また、請求項4による耐脱亜鉛腐食性に優れた無鉛快削黄銅の製造方法は、請求項1または2記載の組成を有する銅合金の鋳塊を押出後、300°Cまで10°C/秒以下の冷却速度で徐冷する工程を包含することを特徴とする。

【0011】

【発明の実施の形態】 本発明における含有成分の意義および限定理由について説明すると、Cuは、Znより高

価であるから、その含有量を出来るだけ低減させることが望ましく、その他の含有成分の影響を考慮し、いずれの温度範囲においても α 相と β 相の2相からなるマトリックスが形成され、熱間加工の温度範囲において必ず β 相含み、且つ常温において α 相が主となるように、Cu : 62.0%以下とする。また、耐脱亜鉛腐食性と切削性を向上させるために、熱処理により β 相を微細に分断させるには、熱間加工直後の状態で β 相存在率(α 相+ β 相中の β 相の割合)を1/2以下にするのが好ましく、そのためにCu : 59.0%以上とする。さらに好ましいCuの含有量は60.0~61.0%の範囲である。

【0012】Biは、黄銅の切削性を向上させるよう機能する。好ましい含有範囲は0.3~4.0%の範囲であり、0.3%未満では十分な切削性向上が得られず、4.0%を越えて含有すると、機械的性質が低下し、脆化を生じる傾向がある、さらに好ましいBiの含有量は、1.8~3.2%の範囲である。

【0013】Pは、耐脱亜鉛腐食性を向上させるよう作用する。とくに α 相の脱亜鉛腐食の抑制に効果があり、0.02%以上の微量の添加により十分な脱亜鉛腐食性を示す。また結晶粒を小さくするよう機能する。Pの一部は硬くて脆いCu、P相として存在すること、CuとCu、P相との共晶温度が714°Cと低いことを考慮し、冷間加工性および熱間加工性の観点からPを多量に添加することは好ましくなく、機械的性質の低下や脆化も生じないために、Pの上限は0.07%とするのが好ましい。さらに好ましいPに含有範囲は0.03~0.06%である。

【0014】Feは、 α 相の粗大化を抑制し機械的性質を安定化させる。Feの好ましい含有量は0.30%以下での範囲であり、0.30%を越えると、通常の α + β 黄銅の加工温度以上に保持しないと固溶せず、部分的に結晶粒の成長を妨害し、結晶粒径が大小混粒となり易く、機械的性質のばらつきの原因となる。Feが固溶せず残留した場合には抽伸破断の原因となる。さらに好ましいFeの含有範囲は0.10~0.25%である。

【0015】Snは、 α 相の脱亜鉛腐食を抑制するだけでなく、 β 相の耐脱亜鉛腐食性の向上にも有効に機能する。すなわち、後述する熱処理により、 β 相を α 相で包み込むような組織とした場合においても、数%の β 相が材料表面に露出するが、Snと添加することによって、この材料表面に露出した β 相の脱亜鉛腐食をも抑制することが可能となる。Snの好ましい含有量は0.20~0.50%の範囲であり、0.20%未満ではその効果が小さく、0.50%を越えると、熱処理条件によっては硬くて脆い γ 相が析出する場合がある。さらに好ましいSnの含有範囲は0.25~0.40%である。また、Snの添加は、見かけ上のZn量を増加させる効果があるため、Snを添加する場合には、Cuの含有量を

60.0~63.0%の範囲とするのが好ましい。

【0016】なお、本発明の黄銅において、不純物としてのSi、Alは、見かけ上のZn量を著しく増加させる効果があり、Cu濃度を前記のように制御しても組織制御が不十分となるおそれがあるため極力抑える必要があり、Si : 0.0005%以下、Al : 0.05%以下とするのが好ましい。

【0017】本発明においては、マトリックスが α 相と β 相の2相からなり、且つ β 相が α 相で分断されている組織を有することを特徴とする。 β 相が α 相で分断され、 β 相が、Pの含有により耐脱亜鉛腐食性が向上した α 相で包み込まれるような組織形態とすることにより、脱亜鉛腐食が進行し難くなり、良好な耐脱亜鉛腐食性が達成される。

【0018】上記の組織形態を得るための製造方法について説明すると、まず、前記の組成を有する合金を造塊し、得られた鉄塊を押出加工する。前記の組成を有する合金は、Cuの含有量が低く、常に α 相、 β 相の2相からなるので押出加工は容易である。押出後のマトリックスは α + β 相からなり、 β 相は大部分が連続した状態で存在する。この押出材の組織に特定の条件による熱処理を施すことにより、連続した β 相が α 相によって分断され、本発明の特徴とする組織性状となる。

【0019】本発明における熱処理の第1の実施態様は、前記の鉄塊を、押出加工した後、または押出および抽伸加工した後、350~550°Cの温度で、好ましくは1~6時間焼鈍処理するものである。350~550°Cの温度で熱処理を施すことにより、Cu-Zn状態図に基づく金相学上の原理に従って、 β 相の一部が α 相に変化して、組織中の α 相の存在比率が増大し、その結果、残留した β 相は α 相によって分断され α 相に包み込まれたような形態となり耐脱亜鉛腐食性が向上する。

【0020】熱処理(焼鈍)温度が350°C未満では β 相の分断効果が十分に得られず、熱処理温度が550°Cを越えると、 α 相から β 相への変態が生じ、 β 相が増えて連続相となり、耐食性が劣るようになる。焼鈍処理後、抽伸加工、矯正仕上げ加工などを施すことができる。

【0021】本発明における熱処理の第2の実施態様は、前記の鉄塊を、押出加工した後、押出材を10°C/秒以下の冷却速度で300°Cまで徐冷するものである。前記のように、本発明の組成を有する合金は、Cuの含有量が低く、常に α 相、 β 相の2相からなるので押出加工は容易であり、押出後の組織は、 α + β 相からなり、 β 相は連続した状態で存在している。

【0022】本発明のCu濃度範囲を有する黄銅の場合には、押出後の温度低下に伴って β 相から α 相への相変態により β 相の存在比率が低下する。この相変態はZn原子の拡散が律速するため、拡散速度を考慮して押出材を10°C/秒以下の冷却速度で徐冷することにより、C

u-Zn状態図に基づく金相学上の原理に従って、 β 相の一部が α 相に変化して、組織中の α 相の存在比率が増加し、その結果、残留した β 相は α 相によって分断され α 相に包み込まれたような形態となり耐脱亜鉛腐食性が向上する。

【0023】押出後の冷却速度が10°C/秒を越えると、550°Cを越える高温領域の場合には、 β 相から $\beta+\alpha$ 相への変態が生じるため、拡散距離が短範囲で足りるから問題ないが、550°C以下の温度域においては、 β 相から α 相への変態が生じるため、長範囲の拡散が必要となり、冷却速度に拡散速度が追随し切れず、 β 相の分断が不十分となり、十分な耐脱亜鉛腐食性が得られない。押出材を徐冷した後、抽伸加工、矯正仕上げ加工などを施すことができる。

【0024】

【実施例】以下、本発明の実施例を比較例と対比して説明するとともに、それに基づいてその効果を実証する。なお、これらの実施例は、本発明の好ましい一実施態様を説明するためのものであって、これにより本発明が制限されるものではない。

【0025】実施例1

65/35黄銅のリターンスクラップを主原料とし、これに新地金を混合して添加元素の濃度を調整した表1に示す組成の合金を溶解、鋳造し、直径294mmのビレットに造塊した。

【0026】得られた鋳塊を、640°Cの温度で直径20mmの棒材に押出加工した後、断面減少率10%で冷間抽伸を行い、ついで表1に示す条件で焼鈍処理し、さらに断面減少率15%で冷間抽伸した後、矯正仕上げ加工した。焼鈍は、電気炉を使用して所定温度に所定時間保持した後、徐冷することにより行った。

【0027】試験材No.2、No.3およびNo.8については、640°Cの温度で直径20mmの棒材に押

試験材	組成(mass %)					押出後冷却条件 (°C/秒) または 焼鈍条件(°C×h)
	Cu	Bi	P	Fe	Zn	
1	59.0	2.5	0.03	0.13	R	450°C×3h
2	62.0	3.1	0.03	0.16	R	8°C/秒
3	61.2	0.3	0.04	0.11	R	6°C/秒
4	61.5	4.0	0.05	0.17	R	400°C×3h
5	59.8	2.6	0.02	0.18	R	380°C×4h
6	61.8	3.2	0.07	0.15	R	460°C×3h
7	61.1	1.8	0.05	--	R	510°C×2h
8	60.7	2.7	0.04	0.30	R	3°C/秒

【0032】

出加工した後、熱間押出材を巻き取るコイルパンを断熱材で覆うことにより、表1に示す冷却条件で徐冷されるよう調整し、徐冷後、断面減少率15%で抽伸した後、矯正仕上げ加工した。

【0028】矯正仕上げ加工後の試験材について、下記の方法により組織観察を行い、加工性、耐脱亜鉛腐食性、切削性を評価した。

組織観察：焼鈍後、または押出、徐冷後の試験材の縦断面を顕微鏡で観察し、 β 相が連続状か分断状かを確認した。表1において、 β cは β 相が連続状のものを示し、 β dは β 相が分断状のものを示す。

加工性：押出加工および抽伸加工中に破断あるいは割れが生じたものは不合格(×)、欠陥を生じることなく加工できたものを合格(○)とした。

【0029】耐脱亜鉛腐食性：ISO法に準拠して、試験材を75±3°CのCuCl₂·2H₂Oの12.7g/1溶液に24時間浸漬し、脱亜鉛腐食深さを測定し、以下の基準により評価した。

脱亜鉛腐食深さ100μm以下(実用上脱亜鉛腐食の問題が生じない深さ)のものは合格(○)、脱亜鉛腐食深さが100μmを越えるものは不合格(×)

切削性：一定の条件で切削加工を行い、切粉が細かく分断して切削性が優れていたものは合格(○)：切屑が連続したものは不合格(×)とした。

【0030】組織観察結果、加工性、耐脱亜鉛腐食性、切削性の評価結果を表2に示す。表2にみられるように、本発明に従う試験材No.1~8はいずれも、 β 相が α 相で分断された組織形態を示し、熱間加工性および冷間加工性は良好であり、優れた切削性、耐脱亜鉛腐食性を示した。

【0031】

【表1】

【表2】

試験材	組織	加工性	耐脱亜鉛腐食性	切削性
1	$\alpha + \beta$ d	○	○	○
2	$\alpha + \beta$ d	○	○	○
3	$\alpha + \beta$ d	○	○	○
4	$\alpha + \beta$ d	○	○	○
5	$\alpha + \beta$ d	○	○	○
6	$\alpha + \beta$ d	○	○	○
7	$\alpha + \beta$ d	○	○	○
8	$\alpha + \beta$ d	○	○	○

【0033】実施例2

65/35黄銅のリターンスクラップを主原料とし、これに新地金を混合して添加元素の濃度を調整した表3に示す組成の合金を溶解、鋳造し、直径29.4mmのビレットに造塊した。

【0034】得られた鋳塊を、試験材No. 9、No. 12~15およびNo. 18については、640°Cの温度で直径20mmの棒材に押出加工した後、断面減少率10%で冷間抽伸加工し、ついで、表3に示す条件で焼鈍処理し、さらに断面減少率15%で冷間抽伸した後、矯正仕上げ加工した。焼鈍は、電気炉を使用して所定温度に所定時間保持した後、徐冷することにより行った。

【0035】試験材No. 10~11およびNo. 16

~17については、640°Cの温度で直径20mmに押出加工した後、実施例1と同様にして表3に示す冷却条件で徐冷し、断面減少率15%で冷間抽伸した後、矯正仕上げ加工した。

【0036】矯正仕上げ加工後の試験材について、実施例1と同一の方法により組織観察を行い、加工性、耐脱亜鉛腐食性、切削性を評価した。結果を表4に示す。表4にみられるように、本発明に従う試験材No. 9~18はいずれも、 β 相が α 相で分断された組織形態を示し、熱間加工性および冷間加工性は良好であり、優れた切削性、耐脱亜鉛腐食性を示した。

【0037】

【表3】

試験材	組成(mass %)						押出後冷却条件 (°C/秒) または 焼鈍条件(°C×h)
	Cu	Bi	P	Sn	Fe	Zn	
9	60.0	1.5	0.03	0.40	0.11	R	470°C×2h
10	63.0	3.5	0.03	0.25	0.18	R	6°C/秒
11	62.2	0.3	0.04	0.35	0.21	R	9°C/秒
12	62.7	4.0	0.06	0.41	0.07	R	520°C×1h
13	61.3	0.8	0.02	0.29	0.19	R	390°C×5h
14	62.4	3.0	0.06	0.33	0.25	R	380°C×5h
15	61.9	2.2	0.05	0.25	—	R	470°C×3h
16	60.9	1.7	0.04	0.42	0.30	R	7°C/秒
17	61.4	1.6	0.07	0.20	0.11	R	2°C/秒
18	61.3	3.9	0.06	0.50	0.09	R	540°C×1h

【0038】

【表4】

試験材	組織	加工性	耐脱亜鉛腐食性	切削性
9	$\alpha + \beta d$	○	○	○
10	$\alpha + \beta d$	○	○	○
11	$\alpha + \beta d$	○	○	○
12	$\alpha + \beta d$	○	○	○
13	$\alpha + \beta d$	○	○	○
14	$\alpha + \beta d$	○	○	○
15	$\alpha + \beta d$	○	○	○
16	$\alpha + \beta d$	○	○	○
17	$\alpha + \beta d$	○	○	○
18	$\alpha + \beta d$	○	○	○

【0039】実施例3

65/35黄銅のリターンスクラップを主原料とし、これに新地金を混合して添加元素の濃度を調整した表5に示す組成の合金を溶解、鋳造し、直徑294mmのビレットに造塊した。

【0040】得られた鋳塊を、試験材No. 19~20について、640°Cの温度で直徑20mmの棒材に押出加工した後、断面減少率10%で冷間抽伸加工し、ついで、表5に示す条件で焼鈍処理し、さらに断面減少率15%で冷間抽伸した後、矯正仕上げ加工した。焼鈍は、実施例1と同様、電気炉を使用して所定温度に所定時間保持した後、徐冷することにより行った。

【0041】試験材No. 21については、640°Cの

温度で直徑20mmに押出加工した後、実施例1と同様にして表5に示す冷却条件で徐冷し、断面減少率15%で冷間抽伸した後、矯正仕上げ加工した。

【0042】矯正仕上げ加工後の試験材について、実施例1と同一の方法により組織観察を行い、加工性、耐脱亜鉛腐食性、切削性を評価した。結果を表6に示す。表6にみられるように、本発明に従う試験材No. 19~21はいずれも、 β 相が α 相で分断された組織形態を示し、熱間加工性および冷間加工性は良好であり、優れた切削性、耐脱亜鉛腐食性を示した。

【0043】

【表5】

試験材	組成(mass %)						押出後冷却条件 (°C/秒) または 焼鈍条件(°C×h)
	Cu	Bi	P	Sn	Fe	Zn	
19	61.1	2.1	0.04	0.15	0.19	R	350°C×1h
20	59.9	1.9	0.03	—	0.12	R	550°C×6h
21	62.4	3.2	0.05	0.37	0.17	R	10°C/秒

【0044】

【表6】

試験材	組織	加工性	耐脱亜鉛腐食性	切削性
9	$\alpha + \beta d$	○	○	○
10	$\alpha + \beta d$	○	○	○
11	$\alpha + \beta d$	○	○	○

【0045】比較例1

65/35黄銅のリターンスクラップを主原料とし、これに新地金を混合して添加元素の濃度を調整した表3に示す組成の合金を溶解、鋳造し、直徑294mmのビレットに造塊した。

【0046】得られた鋳塊を、試験材No. 22~2

4、No. 27、No. 29~30およびNo. 32~34については、640°Cの温度で直徑20mmの棒材に押出加工した後、断面減少率10%で冷間抽伸加工し、ついで、表7に示す条件で焼鈍処理し、さらに断面減少率15%で冷間抽伸した後、矯正仕上げ加工した。焼鈍は、実施例1と同様、電気炉を使用して所定温

50

度に所定時間保持した後、徐冷することにより行った。

【0047】試験材No. 25~26、No. 28、No. 31およびNo. 35については、640℃の温度で直径20mmに押出加工した後、実施例1と同様にして表7に示す冷却条件で徐冷し、断面減少率15%で冷間抽伸した後、矯正仕上げ加工した。

【0048】矯正仕上げ加工後の試験材について、実施

試験材	組成(mass %)						押出後冷却条件 (℃/秒) または 焼鈍条件(℃×h)
	Cu	Bi	P	Sn	Fe	Zn	
22	57.9	3.1	0.05	—	0.11	R	540℃×6h
23	63.1	2.1	0.03	—	0.08	R	380℃×5h
24	58.9	2.5	0.04	0.22	0.14	R	550℃×6h
25	64.1	3.4	0.05	0.30	0.16	R	7℃/秒
26	62.2	0.2	0.03	0.41	0.15	R	5℃/秒
27	61.9	4.1	0.02	—	0.14	R	470℃×2h
28	62.8	1.7	0.01	0.45	0.13	R	9℃/秒
29	61.5	2.2	0.08	0.24	0.07	R	380℃×4h
30	62.1	3.4	0.02	0.19	0.11	R	550℃×5h
31	62.0	0.8	0.07	0.51	0.18	R	6℃/秒
32	61.4	1.6	0.04	—	0.31	R	410℃×2h
33	62.1	3.5	0.04	0.33	0.07	R	340℃×6h
34	60.8	0.9	0.06	0.18	0.13	R	560℃×1h
35	61.5	2.6	0.05	0.22	0.16	R	12℃/秒

【0050】

【表8】

試験材	組織	熱間加工性／ 冷間加工性	耐脱亜鉛腐食性	切削性
22	$\alpha + \beta$ c	O/×	×	O
23	$\alpha + \beta$ d	×/O	O	O
24	$\alpha + \beta$ c	O/×	×	O
25	$\alpha + \beta$ d	×/O	O	O
26	$\alpha + \beta$ d	O/O	O	×
27	$\alpha + \beta$ d	×/×	O	O
28	$\alpha + \beta$ d	O/O	×	O
29	$\alpha + \beta$ d	O/×	O	O
30	$\alpha + \beta$ c	O/O	×	O
31	$\alpha + \beta$ d	O/×	O	O
32	$\alpha + \beta$ d	O/×	O	O
33	$\alpha + \beta$ c	O/×	×	O
34	$\alpha + \beta$ c	O/×	×	O
35	$\alpha + \beta$ c	O/×	×	O

【0051】表8に示すように、試験材No. 22、No. 24はCu含有量が低いため、高温長時間の熱処理を行っても β 相が分離されず耐脱亜鉛腐食性が改善され

ない。また、 β 相存在率が高いため冷間加工性が劣り、抽伸加工で破断が生じた。試験材No. 23、No. 25はCu量が多いため、 β 相存在率が低く熱間加工時の

変形抵抗が高くなり、押し詰まりが生じた。試験材N o. 26はBi含有量が低いため、切削屑が螺旋状に連なり十分な切削性が得られなかった。試験材N o. 27はBi量が多いため、熱間加工時にBiの溶融に起因して割れが生じ、割れを抑制するためには押出速度を低下させなければならなかった。また、Biを起点として抽伸時に破断が生じた。

【0052】試験材N o. 28はPの含有量が少ないため、100μmを越える深さの脱亜鉛腐食が生じ、試験材N o. 29はP量が多いため、Cu, Pを起点として抽伸時に破断が生じた。試験材N o. 30はCu濃度に對してSn含有量が低いため、β相率が大きくなり、高温長時間の熱処理においてもβ相が分断されず、脱亜鉛腐食を抑制する効果が不十分となり100μmを越える深さの脱亜鉛腐食が生じた。試験材N o. 31はSn量が多いため、γ相が析出しγ相を起点として抽伸時に破断が生じた。試験材N o. 32はFe含有量が多い

め、熱間押出温度の640℃では完全には固溶せず、残留したFeが起点となって抽伸破断が生じた。

【0053】試験材N o. 33は焼鈍温度は低いため、β相が完全に分断されず十分な耐脱亜鉛腐食性が得られなかった。また、焼鈍後のβ相存在率が低いため抽伸時に破断が生じた。試験材N o. 34は焼鈍温度が高いいため、β相存在率が高くなり脱亜鉛腐食が顕著となり、抽伸時の破断発生率も大きくなつた。試験材N o. 35は押出後の冷却速度が大きいためα相の析出が不十分となり、β相存在率が高く且つβ相がα相により分断されず、十分な耐脱亜鉛腐食性が得られなかつた。また、抽伸時の破断発生率も大きくなつた。

【0054】

【発明の効果】本発明によれば、優れた耐脱亜鉛腐食性と切削性をそなえ、熱間加工性および冷間加工性が良好な無鉛快削黄銅およびその製造方法が提供される。

フロントページの続き

(51) Int.CI. ⁷	識別記号	F I	テーマコード [*]	(参考)
	640		630	K
	682		640	A
	683		682	
	685		683	
	691		685	Z
	692		691	B
			692	A
			692	B

(72)発明者 濱美 哲郎

東京都港区新橋5丁目11番3号 住友軽金属工業株式会社内

(72)発明者 吉川 善浩

茨城県石岡市大字柏原4番1号 新日東金属株式会社内